

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-213366
 (43)Date of publication of application : 30.07.2003

(51)Int.Cl. C22C 38/00
 C22C 38/14
 C22C 38/58

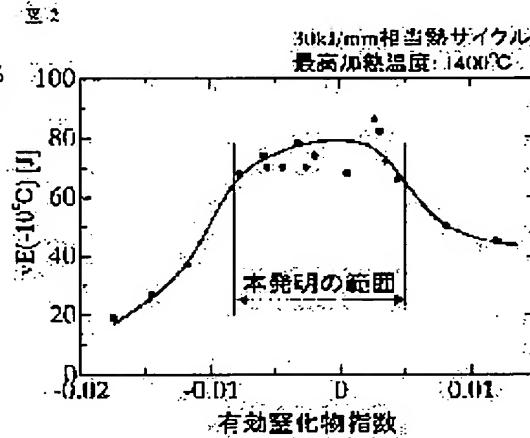
(21)Application number : 2002-015881 (71)Applicant : NIPPON STEEL CORP
 (22)Date of filing : 24.01.2002 (72)Inventor : HIROKADO TARO
 KIYOSE AKITO

(54) STEEL HAVING EXCELLENT TOUGHNESS IN BASE METAL AND LARGE -SMALL HEAT INPUT WELD HEAT-AFFECTED ZONE

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide steel which has excellent toughness in a base metal and large-small heat input weld heat-affected zones.

SOLUTION: The steel having excellent toughness in a base metal and large -small heat input weld heat-affected zones has a composition comprising by mass, 0.03 to 0.2% C, ≤0.5% Si, 0.5 to 2.0% Mn, ≤0.02% P, ≤0.006% S, ≤0.01% Al, 0.005 to 0.02% Ti, 0.005 to 0.02% Zr, 0.003 to 0.012% O and 0.003 to 0.012% N, and the balance iron with inevitable impurities. Zr oxides having means particle diameters of 0.002 to 3.0 μm are dispersed into the central part of the cross-section of the steel by 102 to 5×10^6 pieces/mm², and Ti nitrides and Zr nitrides having means particle diameters of 0.002 to 0.5 μm are jointly dispersed into the central part of the cross-section of the steel by 103 to 5×10^6 pieces/mm².



LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2003-213366

(P2003-213366A)

(43)公開日 平成15年7月30日 (2003.7.30)

(51) Int.Cl.
C 22 C 38/00
38/14
38/58

識別記号
301

F I
C 22 C 38/00
38/14
38/58

テ-マ-ト (参考)

301B

審査請求 未請求 請求項の数 4 OL (全 9 頁)

(21)出願番号 特願2002-15881(P2002-15881)

(22)出願日 平成14年1月24日 (2002.1.24)

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 廣角 太朗

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72)発明者 潤 晴人

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(74)代理人 100077517

弁理士 石田 敬 (外3名)

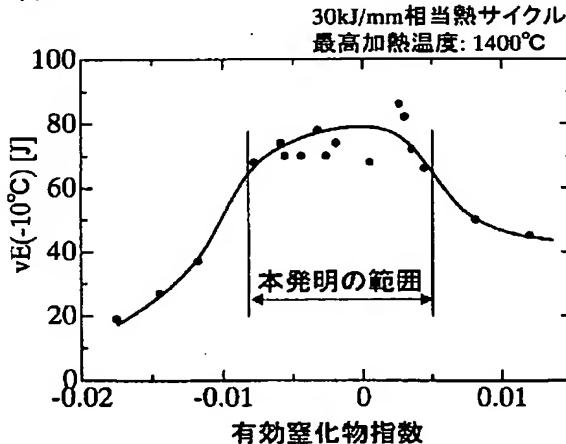
(54)【発明の名称】母材および大小入熱溶接熱影響部の韌性に優れた鋼材

(57)【要約】

【課題】母材および大小入熱溶接熱影響部の韌性に優れた鋼材を提供する。

【解決手段】質量%で、C:0.03~0.2%、Si:0.5%以下、Mn:0.5~2.0%、P:0.02%以下、S:0.006%以下、Al:0.01%以下、Ti:0.005~0.02%、Zr:0.005~0.02%、O:0.003~0.012%、N:0.003~0.012%を含有し、残部が鉄及び不可避不純物からなり、平均粒径が0.002~3.0μmのZr酸化物が鋼材断面中心部に10³~5×10⁶個/mm²分散し、かつ、平均粒径が0.002~0.5μmのTi窒化物、Zr窒化物が併せて鋼材断面中心部に10³~5×10⁶個/mm²分散していることを特徴とする母材および大小入熱両方の溶接熱影響部の韌性に優れた鋼材。

図2



1

【特許請求の範囲】

C : 0. 03~0. 2%
 Mn : 0. 5~2. 0%
 S : 0. 006%以下
 Ti : 0. 005~0. 02%
 O : 0. 003~0. 012%

を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなり、平均粒径が0. 002~3. 0 μm のZr窒化物が鋼材断面中心部に 10^3 ~ 5×10^6 個/ mm^2 分散し、かつ、平均粒径が0. 002~0. 5 μm のTi窒化物、Zr窒化物、Cu : 1. 5%以下、Mo : 1. 0%以下、Nb : 0. 05%以下、B : 0. 002%以下

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の母材および大小入熱溶接熱影響部の韌性に★

Ca : 0. 0005~0. 005%

の1種または2種を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の母材および大小入熱溶接熱影響部の韌性に優れた鋼材。

【請求項4】 質量%を用いて下記(1)式で計算される有効酸化物指数が正であり、かつ、下記(2)式で計★

$$\text{(有効酸化物指数)} = [\% \text{Zr}] - 2.85 \times ([\% \text{O}] - 0.17 \times [\% \text{REM}] - 0.4 \times [\% \text{Ca}]) \quad \dots (1)$$

$$\text{(有効窒化物指数)} = [\% \text{Ti}] + 0.51 \times \text{(有効酸化物指数)} - 3.4 \times [\% \text{N}] \quad \dots (2)$$

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、母材韌性、溶接熱影響部(Heat Affected Zone: HA Z)韌性の両方に優れた鋼材に関するものである。本発明の鋼材は、小入熱溶接から大入熱溶接までの広範囲な溶接条件において良好な母材及びHA Z韌性を有するもので、建築、橋梁、造船、ラインパイプ、建設機械、海洋構造物、タンクなどの各種溶接鋼構造物に用いられる。

【0002】

【従来の技術】造船、建築など溶接構造物の脆性破壊防止の観点から、溶接部からの脆性破壊の発生抑制、すなわち、使用される鋼板のHA Z韌性の向上に関する研究が数多くなされてきた。さらに近年では、HA Z以外を起点とする破壊の発生抑制のため、母材そのものの韌性向上に関しても研究がなされてきている。

【0003】一般に、結晶粒の粗大化は鋼板のHA Zにおける韌性低下の原因となる。この結晶粒の粗大化に対し、例えば特開昭55-26164号公報にて開示されているように、微細なTiNや、また特開昭52-17314号公報にて開示されているように、微細なZrNを、いずれも鋼中に微細分散させることで、それらによる旧オーステナイト粒(以下、旧マグナ)のビンディング効果により、結晶粒の粗大化を防止する対策がとられて

* * * 【請求項1】 質量%で、

Si : 0. 5%以下
 P : 0. 02%以下
 Al : 0. 01%以下
 Zr : 0. 005~0. 02%
 N : 0. 003~0. 012%

※化物が併せて鋼材断面中心部に 10^3 ~ 5×10^6 個/ mm^2 分散していることを特徴とする母材および大小入熱溶接熱影響部の韌性に優れた鋼材。

【請求項2】 質量%で、さらに

Ni : 1. 5%以下
 Cr : 1. 0%以下
 V : 0. 05%以下

★優れた鋼材。

【請求項3】 質量%で、さらに

REM : 0. 0005~0. 005%

★算される有効窒化物指数が-0. 008~+0. 005の範囲にあることを特徴とする請求項1~3のいずれか

20 1項に記載の母材および大小入熱溶接熱影響部の韌性に優れた鋼材。

【0004】しかしながら、このような窒化物は、熱影響が小さい母相あるいは溶接入熱量の小さい溶接方法の

30 HA Zでは結晶粒の粗大化抑制に寄与するが、溶接入熱量が20 kJ/mmを超えるような大入熱溶接においては、旧マグナのビンディングに寄与する微細な窒化物が溶解しやすく、消滅してしまうという問題点がある。

【0005】一方、特開昭60-245768号公報、特開昭60-152626号公報、特開昭63-2100235号公報、特開平2-250917号公報にて開示されているように、粗大なマグナの内部に、Ti酸化物やTiNとMnSの複合析出物を核とした粒内変態フェライトを積極的に生成させ、HA Z韌性の向上を図る方法が知られている。

【0006】しかしながら、これらの技術によって製造される鋼も、溶接入熱量が20 kJ/mmを超えるような大入熱溶接においては十分な韌性を得ることは困難である。さらに、上述の鋼中非金属析出物は数ミクロンの比較的大きなものが主であり、十分な母相韌性の向上も期待できないという問題点がある。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】本発明が解決しようとする課題は、母材の良好な韌性と、大小入熱溶接において良好なHA Z韌性を併せ持つ鋼材を提供することで

ある。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明者は、良好な母材およびHAZ韌性を有する鋼材の開発を狙いとして、

(a) 加熱 γ 粒成長抑制、および、(b) 適正な酸化物*

C : 0. 03~0. 2%

Mn : 0. 5~2. 0%

S : 0. 006%以下

Ti : 0. 005~0. 02%

O : 0. 003~0. 012%

を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなり、平均粒径が0. 002~3. 0 μm のZr酸化物が鋼材断面中心部に 10^2 ~ 5×10^6 個/ mm^2 分散し、かつ、平均粒径が0. 002~0. 5 μm のTi窒化物、Zr窒化物

Cu : 1. 5%以下

Mo : 1. 0%以下

Nb : 0. 05%以下

B : 0. 002%以下

の1種または2種以上を含有することを特徴とする上記

(1) に記載の母材および大小入熱溶接熱影響部の韌性★20

Ca : 0. 0005~0. 005%

の1種または2種を含有することを特徴とする上記

(1) または(2) に記載の母材および大小入熱溶接熱影響部の韌性に優れた鋼材。

【0013】(4) 質量%を用いて下記(1)式で計算される有効酸化物指数が正であり、かつ、下記(2)式☆

$$\text{(有効酸化物指数)} = [\%Zr] - 2.85 \times ([\%O] - 0.17) \times [\%REM] - 0.4 \times [\%Ca] \quad \dots (1)$$

$$\text{(有効窒化物指数)} = [\%Ti] + 0.51 \times \text{(有効酸化物指数)} - 3.4 \times [\%N] \quad \dots (2)$$

【0015】

【発明の実施の形態】本発明で知見した新たな金属学的効果について以下に説明する。

【0016】まず、加熱 γ 粒径成長抑制について、溶接入熱量が20kJ/mmを超えるような大入熱溶接の場合を例にとり説明する。この場合は、加熱温度が1300~1400°Cにも及ぶため、窒化物が溶解、粗大化することで γ 粒界の移動をビンディングする力が著しく低下し、 γ 粒の成長を抑制することは困難であった。

【0017】そこで、上記の高温下でも熱的に安定である酸化物によるビンディングによって γ 粒成長を抑制することを検討した。

【0018】その結果、TiとZrをこの順番で溶鋼中に含有させることにより、平均粒径が0. 3~3. 0 μm 、さらにその大部分が0. 3~1. 5 μm の微細なZr酸化物が多量に生成することを見出した。加えて、铸造後、平均粒径が0. 002~0. 5 μm の微細なTiNが多量に生成することも見出した。

【0019】以下に、Zr酸化物が粗大化せず、微細な状態で存在する理由を説明する。

* および窒化物の存在形態について鋭意検討し、新たな金属学的効果を知見して本発明に至った。

【0009】本発明の要旨は、以下のとおりである。

【0010】(1) 質量%で、

Si : 0. 5%以下

P : 0. 02%以下

Al : 0. 01%以下

Zr : 0. 005~0. 02%

N : 0. 003~0. 012%

※化物が併せて鋼材断面中心部に 10^3 ~ 5×10^6 個/ mm^2 分散していることを特徴とする母材および大小入熱溶接熱影響部の韌性に優れた鋼材。

【0011】(2) 質量%で、さらに

Ni : 1. 5%以下

Cr : 1. 0%以下

V : 0. 05%以下

★に優れた鋼材。

【0012】(3) 質量%で、さらに

REM : 0. 0005~0. 005%

☆で計算される有効窒化物指数が-0. 008~+0. 05の範囲にあることを特徴とする上記(1)~(3)のいずれかに記載の母材および大小入熱溶接熱影響部の韌性に優れた鋼材。

【0014】

$$\text{(有効酸化物指数)} = [\%Zr] - 2.85 \times ([\%O] - 0.17) \times [\%REM] - 0.4 \times [\%Ca] \quad \dots (1)$$

$$\text{(有効窒化物指数)} = [\%Ti] + 0.51 \times \text{(有効酸化物指数)} - 3.4 \times [\%N] \quad \dots (2)$$

【0020】Tiを脱酸元素として用いた場合、一旦Tiを主成分とする酸化物が生成する。この状態でZrが添加されるとTi酸化物が還元され、収縮する。この時放出される酸素分は、新たにZr酸化物が生成するための酸素分供給源となるが、その供給速度は小さく、Zr酸化反応の過飽和度が低く抑えられるため、新たに生成するZr酸化物は微細なものとなる。

【0021】この微細なZr酸化物は、1300~1400°Cの高温でも安定に存在するため、溶接入熱量が20kJ/mmを超えるような大入熱溶接においても、HAZ韌性の向上に寄与する。

【0022】また、Zr酸化物内にはTi酸化物がほとんど複合せず、Ti酸化物を還元するのに十分な量のZrを添加した場合には、Tiは酸化物としては不安定な状態となる。一方、TiはZrと比較して窒素との親和力が大きく、鋼中においても窒化物を生成しやすい。すなわち、鋼中に添加したTiが効率よくTiNとなり、酸化物生成で過剰となったZrによるZrNと相俟って、母材韌性および溶接入熱量が20kJ/mm以下であるような小入熱溶接におけるHAZ韌性向上に大きく

寄与する。

【0023】以上述べたとおり、TiとZrの組み合わせは、微細な酸化物および窒化物を効率よく生成し、母材およびHAZの韌性を向上するのに非常に優れた方法である。

【0024】本発明で規定した析出物の分散状態は、例えば、以下のような方法で定量的に測定される。

【0025】TiNあるいはZrNの分散状態は、母相鋼板の任意の位置、好ましくは鋼材断面中心部の位置から抽出レプリカ試料を作成し、これを透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて10000~50000倍の倍率で少なくとも $1000\mu\text{m}^2$ 以上の領域にわたって観察し、対象となる大きさの窒化物を測定し、単位面積当たりの個数に換算する。

【0026】次に、Zr酸化物の測定方法の例を示す。母材鋼板の任意の場所、好ましくは鋼材断面1/4厚みの位置から小片試料を切り出し、これを140°C~1450°Cで10分間以上保持することで酸化物以外の介在物を溶体化させ、その後水冷する。これを鏡面研磨し、光学顕微鏡を用いて1000倍の倍率で少なくとも 1mm^2 以上の面積にわたって観察する。

【0027】対象となる酸化物のうち少なくとも10個以上についてX線マイクロアナライザー(EPMA)に付属の波長分散型分光法(WDS)を用いて組成を分析し、酸化物の平均組成を求める。この時、酸化物組成の分析値に地鉄のFeが検出される場合は、分析値からFeを除外して酸化物の平均組成を求める。

【0028】Tiの添加量が0.005~0.02%、Zrの添加量が0.005~0.02%の範囲内であれば、Zr酸化物の平均粒径は $3.0\mu\text{m}$ 以下の範囲内に入り、 1mm^2 あたり $1.0\times10^2\sim1.0\times10^4$ 個程度の分散状態が得られる。また、Ti系窒化物、Zr系窒化物の平均粒径は $0.5\mu\text{m}$ 以下の範囲内に入り、 1mm^2 あたり 1.0×10^4 個以上の分散状態が得られる。

【0029】大入熱HAZ韌性の向上に寄与するZr酸化物粒子は、適切な範囲内で小さく高密度に分散するほど韌性向上効果が大きい。しかし、平均粒径が $0.002\mu\text{m}$ 未満の場合、 γ 粒ビンディング効果が十分でない。よって、平均粒径の下限を $0.002\mu\text{m}$ とする。また、平均粒径が $3\mu\text{m}$ を超えると、酸化物そのものが破壊の起点となり、韌性の低下を招くので好ましくない。よって、上限は $3\mu\text{m}$ とする。

【0030】一方、酸化物の数密度は 1mm^2 あたり 10^4 個未満であると十分な韌性向上効果が得られない。よって、下限を 10^2 個/ mm^2 とする。また、数密度が 1mm^2 あたり 5×10^6 個を超えると、脆性破壊の起点が増加し、韌性に不利な要因も増えるため、韌性向上効果が飽和し、延性の劣化も招くことから好ましくない。よって、上限を 5×10^4 個/ mm^2 とする。

【0031】TiおよびZrの窒化物に関しても同様に小さく高密度に分散するほど韌性向上効果が大きく、平均粒径の下限は酸化物の場合と同様 $0.002\mu\text{m}$ とし、数密度の上限を 5×10^4 個/ mm^2 とする。一方、平均粒径が $0.5\mu\text{m}$ を超えるか、あるいは分散状態が 1mm^2 あたり 10^3 個未満になると十分な韌性向上効果が得られない。よって、窒化物の平均粒径の上限を $0.5\mu\text{m}$ 、粒子数の下限を 10^1 個/ mm^2 とする。

【0032】次に、各々の化学成分の限定理由について説明する。なお、%は質量%を意味する。

【0033】Cの下限である0.03%は、母材および溶接部の強度、韌性を確保するための最小値である。しかし、Cが多すぎると母材およびHAZの韌性を低下させるとともに、溶接性を劣化させるため、その上限を0.2%とする。

【0034】Siは脱酸のために鋼に含有されるが、多すぎると溶接性およびHAZ韌性が劣化するため、上限を0.5%とする。本発明の脱酸はTiだけでも十分可能であり、良好なHAZ韌性を得るためには、Siを0.3%以下にするのが望ましい。また下限は0%である。

【0035】Mnは母材およびHAZ部の強度、韌性の確保に不可欠であり、下限を0.5%とする。しかし、Mnが多すぎるとHAZ韌性の劣化や、スラブの中心偏析助長による溶接性劣化などがおこるため、上限を2.0%とする。

【0036】Pは本発明方法においては不純物元素であり、0.02%以下とする。Pの低減はスラブ中心偏析の軽減を通じて母材およびHAZの機械的性質を改善し、さらにはHAZの粒界破壊を抑制する。したがって、下限は0%である。

【0037】Sは多すぎると中心偏析を助長したり、延伸したMnSが多量に生成したりするため、母材およびHAZの機械的性質が劣化する。また、Ceとの親和力が大きく、微細な複合酸化物の生成を阻害するため、S濃度は低いほど望ましい。したがって、上限を0.006%とする。また下限は0%である。

【0038】Alは多すぎると脱酸生成物がクラスター化し、粗大な介在物を作る原因になる。したがって、Al量は少ない程よく、上限を0.01%とする。また下限は0%である。

【0039】Tiはビンディング粒子であるTiNの分散状態を制御する上で重要であり、後述する有効窒化物指数の適性範囲と相俟って、狭い範囲に限定されなければならない。Tiが0.005%未満の場合、単独析出するTiNの量が 10^3 個/ mm^2 未満となり、母材韌性向上に必要な γ 粒ビンディング効果が得られない。

【0040】一方、Tiが0.02%を超える場合、有効Ti量が適正範囲内にあっても実質的にTiCが過剰に生成し、母材およびHAZの韌性が低下する。このた

め、上限を0.02%、下限を0.005%とした。好ましくは、0.007~0.02%である。

【0041】ZrはTi酸化物を還元し、母材の韌性向上に有効なTiNを効率よく生成する上で重要であり、後述する有効Ti濃度の適性範囲と相俟って、狭い範囲に限定されなければならない。Zrが0.005%未満の場合、Zr酸化物の個数が 1.0×10^2 個/mm²未満となり、大入熱HAZ韌性向上に必要なγ粒成長抑制効果が得られない。

【0042】一方、Zrが0.02%を超える場合、後述する有効酸化物指数が適正範囲内にあっても実質的にZrCが過剰に生成し、母材およびHAZの韌性が低下する。このため、上限を0.02%、下限を0.005%とする。

【0043】Oは、高温でも安定なビンディング粒子としての酸化物を確保する上で必要である。Oが0.003%未満の場合、酸化物の個数が不足し、HAZ韌性が劣化する。一方、Oが0.012%を超える場合、鋼材の清浄度の悪さが機械的性質に悪影響を及ぼすようになる。よって、上限を0.012%、下限を0.003%とする。

【0044】Nはビンディング粒子であるTiNを生成させるための必須元素であり、その個数を確保する上でも重要である。Nが0.003%未満の場合、TiNあるいはZrNの個数が確保できない。また、Nが0.012%を超える場合は、固溶Nが過剰となり、韌性の低下を引き起こす。よって、上限を0.012%、下限を0.003%とする。

【0045】本発明においては、製品に求める特性を発現させるため、さらに以下の元素を1種または2種以上溶鋼に添加してもよい。

【0046】Cu、Niは溶接性およびHAZ韌性に悪影響を及ぼすことなく母材の強度、韌性を向上させる。しかし、1.5%を超えると溶接性およびHAZ韌性が劣化する。よって、上限を1.5%とする。

【0047】Mo、Crは母材の強度、韌性を向上させる。しかし、1.0%を超えると母材の韌性、溶接性およびHAZ韌性が劣化する。よって、上限を1.0%とする。

【0048】Nbは母材組織の微細化に有効な元素であり、母材の機械的性質を向上させる。しかし、0.05%を超えるとHAZ韌性が劣化する。よって、上限を0.05%とする。

*

$$(有効酸化物指数) = [\%Zr] - 2.85 \times ([\%O] - 0.17) \times [\%REM] - 0.4 \times [\%Ca] \quad \dots (1)$$

$$(有効窒化物指数) = [\%Ti] + 0.51 \times (有効酸化物指数) - 3.4 \times [\%N] \quad \dots (2)$$

(1)式および(2)式の各元素の係数は、想定される酸化物および窒化物から化学量論的に決定された値である。溶接温度が1300~1400°Cに至るような大入

* 【0049】Vは母材の韌性を向上させる。しかし、0.05%を超えると溶接性およびHAZ韌性が劣化する。よって、上限を0.05%とする。

【0050】Bは焼入れ性を高めて母材やHAZの機械的性質を向上させる。しかし、0.002%を超えて添加すると、HAZ韌性や溶接性が劣化する。よって、上限を0.002%とする。

【0051】すべての元素について下限値は0%を超える値とする。

10 【0052】なお、本発明においては、酸化物をさらに微細化し、そして多量化し、HAZ韌性を向上させる元素として、さらに以下の元素を1種または2種以上溶鋼に添加してもよい。その際、以下の元素をZr添加から铸造までの間に添加するのが望ましい。

【0053】Ca、REM(希土類元素を示す)は硫化物を生成することにより伸長MnSの生成を抑制し、鋼材の板厚方向の特性、特に耐ラメラティア性(厚板に継手を溶接した時、鋼板表面で溶接部を中心にして層状になって剥離する現象)を改善する。

20 【0054】Ca、REMはともに0.0005%未満ではこの効果が得られないので、下限値を0.0005%とする。逆に、0.005%を超えるとCa、REMの粗大な酸化物が増加し、HAZ韌性に寄与する酸化物個数が減少するため、上限を0.005%とする。

【0055】ここで、適正なTi、ZrとO、Nの存在形態について説明する。

【0056】鋼中のTiおよびZrはOと結合して酸化物を生成しうるが、Zr酸化物が優先的に生成する。Oに対してZrが不足した場合、Ti酸化物が生成する

30 【0057】これがZrに還元されないため比較的径が大きい。したがって、ZrはTi酸化物をすべて還元しうる量以上の添加が望ましい。

【0058】次に、残ったTi、ZrはNと結合して窒化物を生成しうるが、TiNが優先的に生成し、残りのNはZrと結合する。さらに残ったTi、Zrが存在すれば、Cと結合してTiCあるいはZrCを形成するが、これらの炭化物は析出脆化をもたらす。Ti、Zrのいずれとも結合できなかった過剰なNが存在する場合は、固溶Nとして地鉄中に残存し、脆化をもたらす。

40 【0059】以上の考え方に基づき、本発明では、以下の(1)式の「有効酸化物指数」と、(2)式の「有効窒化物指数」を定義する。

*

$$(有効酸化物指数) = [\%Zr] - 2.85 \times ([\%O] - 0.17) \times [\%REM] - 0.4 \times [\%Ca] \quad \dots (1)$$

$$(有効窒化物指数) = [\%Ti] + 0.51 \times (有効酸化物指数) - 3.4 \times [\%N] \quad \dots (2)$$

熱溶接においては、Ti、Zr、Nの存在形態はさらに複雑である。

50 【0060】その理由は、溶接加熱時にTiC、Ti

N, ZrC, ZrNの多くが一旦地鉄中に固溶し、固溶したTi, Zr, C, Nが溶接冷却中にTiC, TiN, ZrC, ZrNとして再析出するとともに、一部は固溶のまま存在するからである。

【0061】このようなTi, ZrとNの存在状態を制御してHAZ韌性の向上を目指すためには、Ti, Zr, Nそれぞれの量を規定するとともに、有効酸化物量、有効窒化物量を用いて他の成分とのバランスをとることが重要である。

【0062】図1および図2は、溶接入熱量が30kJ/mmの場合をシミュレートした、1400°Cに加熱した時のHAZ韌性に及ぼす有効酸化物指数および有効窒化物指数の影響を示す。有効酸化物指数が0以上かつ有効窒化物指数が-0.008～+0.005の範囲で良好な韌性を示す。

【0063】すなわち、この範囲がHAZ組織の細粒化と同時に、炭化物析出ならびに固溶Nによる脆化を回避できる適正な成分範囲であることを示している。有効酸化物指数が0未満の場合はHAZ韌性の向上に有効な微細酸化物の個数が不足する。一方、有効窒化物指数が-0.008未満の場合は固溶Nが過剰となり、有効窒化物指数が0.005を超える場合、炭化物析出量が過剰となることにより、それぞれHAZ韌性が劣化する。vE(-10°C)が6.5J以上を本発明の範囲とする。

【0064】このように、有効酸化物指数と有効窒化物指数を考慮することにより、さらに良好な母材およびHAZの韌性が得られる。

【0065】本発明鋼材は、鉄鋼業の製鋼工程において所定の化学成分に調整し、連続鋳造を行い、鋳片を再加熱した後に厚板圧延によって形状と母材材質を付与することで製造される。必要に応じ、鋼材に各種の熱処理を施して母材の材質が制御される。鋳片を再加熱することなく、ホットチャージ圧延することも可能である。

【0066】さらに、適切な鋳造設備を用い、板厚50～150mmのスラブを連続鋳造する際においても、本発明を適用することにより、母材および溶接熱影響部の韌性に優れた鋼材を製造することができる。

【0067】

【実施例】(実施例)表1に示す組成の鋼を真空溶解炉で溶製し、分塊圧延により70～120mm厚のスラブとした。ついで、これらスラブを1200°Cに加熱し、熱間圧延により板厚20mmの厚鋼板とし、圧延後空冷した。これら圧延のまま材を用いて、以下(1)～(3)の方法を用いて、それぞれ酸化物および窒化物の数密度、母材およびHAZの韌性を調査した。

【0068】その結果を表2に示す。なお、2つの表における鋼A1～A12が本発明例、鋼B1～B12および鋼C1～C6が比較例である。

【0069】(1)酸化物および窒化物の数密度調査
酸化物および窒化物粒子の個数測定は、母材断面の板厚中心部から抽出レプリカ試料を作成し、これを30000倍の倍率で2000μm²の面積にわたってTEM観察することで行った。

【0070】また、表2の0.5～3.0μmの大きさの酸化物の個数の測定は、同じく、母材断面の板厚中心部から小片を切り出して1400°Cで20分間保定制した後に水冷し、鏡面研磨面を1000倍の倍率で4mm²の面積にわたって光学顕微鏡観察することで行った。

【0071】(2)母材の韌性試験

上記圧延のまま材の板厚T/2部から圧延方向と直角方向にJIS Z 2202に規定する4号試験片を採取し、JIS Z 2242に準拠して、破面遷移温度(vTrs)を求めた。

【0072】(3)HAZの韌性試験

20 上記圧延のまま材の板厚T/2部から、所定の寸法の溶接熱サイクル再現試験片を採取し、入熱5kJ/mmの小入熱HAZ相当、もしくは、入熱30kJ/mmの大入熱HAZ相当のいずれかの熱サイクルを付与した後、シャルピー衝撃試験片とし、-10°Cにおけるシャルピー吸收エネルギー(vE-10)によりHAZ韌性を評価した。

【0073】表2から、本発明例(鋼A1～A12)では、母材のvTrsは-35°C以下であり高韌性である。しかも、溶接熱影響部の韌性も、入熱5kJ/mmでvE-10が8.0J以上、入熱30kJ/mmでもvE-10で6.5J以上と、大入熱溶接でも高い吸収エネルギーを示し、溶接熱影響部の韌性も優れている。

【0074】一方、鋼組成が本発明の範囲から外れる比較例をB1～B12およびC1～C6に示す。鋼B1～B12は基本成分のうちTiおよびZrを除くいずれかの元素が、発明の要件を満たさない例である。また、鋼C1～C4は、TiあるいはZrが発明の要件を満たさない例であり、C5～C6は、有効酸化物指数、有効窒化物指数が発明の要件を満たさない例であり、これらは、酸化物および窒化物の形態が適切に制御されていないため、もしくは、炭化物の過剰析出により、本発明と比較して母材韌性、または/および、HAZ韌性が劣る。

【0075】

【表1】

区分	鋼	化学成分(質量%)										その他の元素	有效 酸化物 指数
		C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Zr	O	N		
本 発 明 明 綱	A1	0.10	0.20	1.5	0.008	0.003	0.008	0.015	0.016	0.0051	0.0038		0.0015
	A2	0.15	0.42	1.5	0.011	0.002	0.008	0.019	0.018	0.0059	0.0075		0.0035
	A3	0.12	0.10	1.7	0.008	0.002	0.013	0.013	0.023	0.0072	0.0065	Cu:1.3, Ni:0.7	0.0012
	A4	0.10	0.30	1.4	0.010	0.005	0.002	0.018	0.019	0.0080	0.0048	Nb:0.018	0.0025
	A5	0.16	0.42	1.5	0.009	0.002	0.008	0.019	0.019	0.0034	0.0057	Cr:0.32, Mo:0.28	0.0019
	A6	0.09	0.11	1.4	0.005	0.005	0.003	0.008	0.012	0.0041	0.0031	Cr:0.44, Nb:0.31, B:0.001	0.0044
	A7	0.05	0.31	1.9	0.018	0.001	0.009	0.022	0.018	0.0031	0.0088	V:0.04, Nb:0.01	0.0033
	A8	0.15	0.33	1.8	0.014	0.001	0.007	0.016	0.017	0.0033	0.0088	Cu:1.1, Ni:0.6, Mo:0.4	0.0092
	A9	0.15	0.08	0.9	0.008	0.005	0.013	0.013	0.009	0.0036	0.0055	Cr:0.033, B:0.0015	0.0032
	A10	0.15	0.15	0.9	0.007	0.004	0.009	0.016	0.010	0.0032	0.0048	Ca:0.0008, Ga:0.001	0.0016
比 較	A11	0.13	0.11	1.3	0.003	0.003	0.006	0.009	0.018	0.0059	0.0039	Ca:0.0222, Nb:0.02	0.0045
	A12	0.11	0.49	1.9	0.016	0.006	0.000	0.017	0.011	0.0038	0.0042	Ca:0.0009, Nb:0.02	0.0006
	B1	0.02	0.10	1.8	0.007	0.003	0.009	0.007	0.015	0.0040	0.0050	Cu:0.3, Ni:0.5	0.0036
	B2	0.21	0.11	1.8	0.007	0.003	0.009	0.007	0.016	0.0033	0.0047	Cu:0.3, Ni:0.6	0.0038
	B3	0.15	0.60	1.6	0.013	0.005	0.007	0.013	0.016	0.0042	0.0071		0.0056
	B4	0.13	0.25	0.4	0.013	0.006	0.004	0.011	0.013	0.0042	0.0049		0.0040
例	B5	0.13	0.25	2.1	0.013	0.003	0.003	0.010	0.012	0.0036	0.0046		0.0010
	B6	0.16	0.16	1.4	0.022	0.004	0.002	0.018	0.009	0.0031	0.0063	Ca:0.0014, Nb:0.022	0.0017
	B7	0.16	0.28	1.4	0.011	0.007	0.002	0.018	0.012	0.0039	0.0083	V:0.02, Nb:0.02	0.0018
	B8	0.09	0.13	0.7	0.006	0.004	0.017	0.009	0.009	0.0079	0.0050	Cr:0.47, Mo:0.33	0.0009
	B9	0.09	0.11	1.7	0.006	0.004	0.003	0.015	0.006	0.0017	0.0063		0.0051
	B10	0.09	0.26	1.7	0.006	0.003	0.011	0.022	0.024	0.0063	0.0070	Ca:0.001, Nb:0.02	0.0012
	B11	0.10	0.30	1.2	0.004	0.004	0.030	0.011	0.016	0.0038	0.0028	Nb:0.018	0.0008
	B12	0.10	0.31	1.2	0.004	0.004	0.000	0.024	0.019	0.0030	0.0103		0.0014
	C1	0.09	0.26	1.3	0.005	0.003	0.003	0.003	0.015	0.0048	0.0036		0.0013
	C2	0.09	0.28	1.7	0.008	0.003	0.003	0.027	0.015	0.0040	0.0075		0.0036
例	C3	0.09	0.48	1.4	0.006	0.003	0.014	0.015	0.004	0.0021	0.0046	Ca:0.003, B:0.0009	0.0014
	C4	0.08	0.25	1.3	0.005	0.002	0.005	0.011	0.028	0.0023	0.0058	Nb:0.02	0.0012
	C5	0.15	0.20	1.6	0.004	0.003	0.010	0.021	0.009	0.0051	0.0055		0.0029
	C6	0.15	0.23	1.6	0.005	0.002	0.008	0.013	0.015	0.0029	0.0078		0.0067

区分	鋼	酸化物屈曲密度			母材特性 V _{rs} [°C]	小入熱HAZ韌性 V _E (-10°C) [J]	大入熱HAZ韌性 V _E (-10°C) [J]
		平均粒径 [μm]	屈曲密度 [屈/m ²]	平均粒径 [μm]			
本発明鋼	A1	2.0	650	0.25	4600	-40	98
	A2	2.4	420	0.39	3600	-36	90
	A3	2.8	330	0.21	14000	-42	100
	A4	1.7	1200	0.18	23000	-52	114
	A5	2.6	200	0.19	18000	-38	90
	A6	1.8	710	0.19	9500	-40	88
	A7	2.7	160	0.41	2500	-38	88
	A8	2.3	280	0.42	1900	-38	92
	A9	2.0	450	0.28	6200	-44	98
	A10	1.6	800	0.30	3500	-48	102
	A11	1.3	2500	0.37	1600	-50	104
	A12	1.5	1200	0.16	5100	-48	100
比較鋼	B1	1.9	600	0.34	2400	-12	68
	B2	2.1	350	0.31	3300	-28	70
	B3	2.6	240	0.40	2200	-20	70
	B4	2.0	580	0.35	2200	-18	64
	B5	2.1	800	0.35	2100	-40	78
	B6	2.2	290	0.40	1200	-32	66
	B7	2.8	180	0.28	7500	-10	46
	B8	7.8	50	0.33	2700	-30	74
	B9	1.6	420	0.43	4000	-18	60
	B10	4.1	70	0.40	2000	-12	66
	B11	2.3	310	0.31	940	-28	72
	B12	1.9	440	0.61	2300	-18	68
溶接構造用鋼	C1	2.3	400	0.22	6200	-20	70
	C2	2.6	230	0.41	2200	-10	58
	C3	1.5	600	0.29	3700	-24	72
	C4	2.0	290	0.36	2400	-6	40
	C5	3.3	82	0.34	2700	-14	48
	C6	2.3	340	0.40	2500	-28	60

【0077】

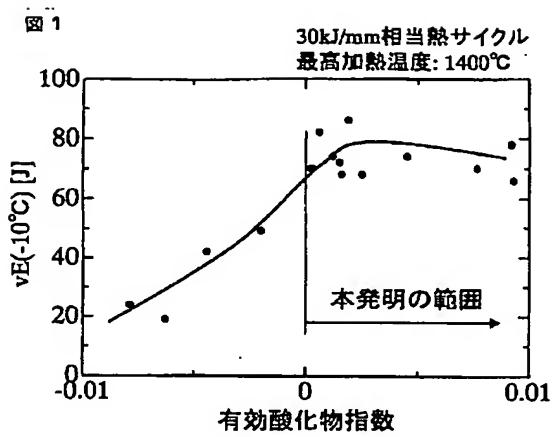
【発明の効果】本発明によれば、母材および大小入熱溶接熱影響部の韌性に優れた鋼材を提供することができ、溶接鋼構造用の鋼材の範囲を拡大することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】HAZ韌性と有効酸化物指数の関係を示す図である。

40 【図2】HAZ韌性と有効窒化物指数の関係を示す図である。

【図1】



【図2】

